第 51 卷　第 9 期　　金属学报　　Vol.51 No.9
2015 年 9 月　第 1111-1120 页　　ACTA METALLURGICA SINICA　　Sep. 2015　pp.1111-1120

电子束功率对TC4合金刚性拘束热自压连接、接头组织和力学性能的影响*

邓云华[1,2)]　关 桥[1,2)]　陶 军[2)]　吴 冰[2)]　王西昌[2)]

1) 北京航空航天大学机械工程及自动化学院, 北京 100191
2) 北京航空制造工程研究所, 北京 100024

摘 要 以电子束为热源, 采用不同的束流功率对TC4钛合金进行刚性拘束热自压连接, 测试分析了连接接头界面焊合质量、组织和力学性能. 同时, 在实验基础上对刚性拘束热自压连接热应力应变过程进行有限元数值分析, 实验研究和数值模拟相结合分析了束流功率对连接接头界面焊合质量以及组织和性能的影响规律. 结果表明, 束流功率增加, 加热温度、高温区停留时间、高温区体积以及界面金属压缩塑性变形随之增加, 促进界面两侧原子扩散, 界面焊合质量提高. 束流功率显著影响连接接头组织, 小束流功率加热时能获得组织均匀的连接接头, 大束流功率加热时, 界面加热区产生针状 α 相, 且 α/α 相界取向差主要位于59.85°附近, 呈现出在同一 β 相晶粒内部产生的特点. 连接接头的力学性能受界面焊合率和加热区组织共同影响, 束流较小时, 界面未焊合缺陷多, 结合强度低; 束流较大时, 加热区发生显著组织转变, 晶粒粗大, 接头塑性差. 束流功率为330 W时, 接头组织均匀且界面焊合质量好, 获得综合力学性能优异的连接接头.

关键词 热自压连接, 热应力-应变过程, 束流功率, 显微组织, 力学性能

中图法分类号 TG44　　**文献标识码** A　　**文章编号** 0412-1961(2015)09-1111-10

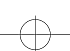
EFFECT OF ELECTRON BEAM POWER ON TC4 ALLOY RIGID RESTRAINT THERMAL SELF-COMPRESSING BONDING, MICRO-STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF JOINTS

DENG Yunhua [1,2)], *GUAN Qiao* [1,2)], *TAO Jun* [2)], *WU Bing* [2)], *WANG Xichang* [2)]

1) School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191
2) Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024
Correspondent: GUAN Qiao, professor, Tel: (010)85701243, E-mail: guanq@cae.cn
Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50935008)
Manuscript received 2015-02-06, in revised form 2015-05-19

ABSTRACT Rigid restraint thermal self-compressing bonding is a new solid-state bonding process. During the process, localized non-melted heating method is employed to heat the butted interface of the rigid restrained plates to be bonded. Under the localized heating, materials close to the butted interface are expanded. However, due to the existence of surrounding cool metals and rigid restraints, the expansion of the high temperature materials is re-strained and thus, a compressive pressure is developed which compresses the high temperature metals near the bond interface and facilitates the atom diffusion between butt-weld specimens to produce a permanent solid-state joint. Utilizing the localized stress-strain field to accomplish atomic bonding, this process can avoid the use of ex-

*国家自然科学基金资助项目 50935008
收到初稿日期: 2015-02-06, 收到修改稿日期: 2015-05-19
作者简介: 邓云华, 男, 1987年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00105



ternal forces on which diffusion bonding and other solid-state bonding methods rely. Previous study has proven the feasibility of this process to join titanium alloys. In present work, the effect of beam power on bond interface, microstructure and mechanical properties of the TC4 joints bonded at different beam powers were analyzed through the OM observation, EBSD analysis, mechanical property test and fracture morphology analysis. Meanwhile, in order to reveal the mechanism about the effect of beam power on bond interface, the experiment study on microstructure and mechanical property and finite element analysis on present bonding were conducted to investigate the effect of beam power on the thermal stress-strain process during bonding. The results show that with the increase of beam power, the heating temperature, dwell time over high temperature, volume of materials with high temperature and the compressive plastic strain increase which promote the atom diffusion and thus bond quality of the interface is improved. At low beam power, the microstructure of the joints is homogeneous, while coarse grain with acicular α phase forms in the joint when the beam power is high. Mechanical properties of the joint are dependent on bond rate and microstructure. When the beam power is lower or higher, the compressive mechanical properties of the joints are poor because of the poor bonding quality of the interface or the coarse microstructure developed in the joint. Good comprehensive mechanical properties are obtained at the beam power of 330 W.

KEY WORDS thermal self-compressing bonding, thermal stress-strain process, beam power, microstructure, mechanical property

在集中热源熔化焊接时, 因高温热循环作用, 待连接材料经熔化/凝固过程, 接头中产生铸态组织和气孔、裂纹等缺陷, 导致接头组织和力学性能不均匀, 对接头的综合力学性能产生不利影响[1~4]. 针对这种现象, 本课题组在前期研究工作[5]中提出了一种固相连接方法—刚性拘束热自压连接, 将集中热源熔化加热转变为非熔化加热实现待连接材料的固相连接, 避免了铸态组织和气孔、裂纹等缺陷的产生. 刚性拘束热自压连接的基本原理是利用集中热源非熔化局部加热刚性拘束的待连接材料界面处, 因周围冷金属和刚性拘束的存在, 界面高温金属的膨胀受到限制, 产生热挤压应力, 对界面处热塑性状态金属产生挤压, 促使界面两侧原子互相扩散, 从而实现固相连接[5]. 在连接过程中, 无需施加外力, 利用非熔化局部加热形成的热拘束应力应变场, 对连接处热塑性状态金属产生自挤压.

前期研究[5]利用电子束为热源, 对TC4钛合金进行了刚性拘束热自压连接, 获得了组织均匀且综合力学性能优异的连接接头, 验证了刚性拘束热自压连接原理的可行性. 同时, 通过对TA2/TC4异种材料刚性拘束热自压连接接头元素分布研究, 证明了连接过程中原子扩散效应的存在[6].

由刚性拘束热自压连接原理可知, 刚性拘束热自压连接的实现依赖于非熔化局部加热产生的热拘束应力应变场对连接界面的热挤压效应. 利用电子束热源进行非熔化加热时, 束流功率的变化, 必然带来连接过程中热拘束应力应变场以及界面处热挤压效应的变化, 进而影响刚性拘束热自压连接接头的界面焊合质量、组织和性能. 本工作选用不同的束流功率对TC4钛合金材料进行刚性拘束热自压连接实验, 通过对连接界面光学显微镜观察、接头组织背散射电子衍射(EBSD)分析和接头拉伸力学性能测试, 分析了束流功率对连接接头焊合质量、组织和性能的影响. 同时, 在实验基础之上, 利用有限元数值分析方法分析了束流功率对刚性拘束热自压连接热应力应变过程的影响, 阐明了束流功率对刚性拘束热自压连接及接头组织和性能影响的原因.

1 实验方法

实验材料为5 mm厚TC4合金, 名义化学成分(质量分数, 下同)为5.5%~6.8%的α相稳定元素Al, 3.5%~4.5%的β相稳定元素V, 杂质元素Fe≤0.3%, O≤0.2%, C≤0.1, N≤0.05%, H≤0.015, Ti余量[7]. 对焊试样尺寸为59 mm×50 mm. 根据钛合金扩散焊相关研究, 连接界面越光滑, 越有利于扩散连接过程的进行[8,9], 因此, 刚性拘束热自压连接前对试样连接面进行精加工, 并酸洗去除表面油脂及氧化物等污染物, 酸洗液成分为$HF:HNO_3:H_2O$=5∶20∶75 (体积比), 并将试样如图1所示对接装卡.

刚性拘束热自压连接的基本原理如图1所示. 实验过程中, 以电子束热源为加热热源, 利用ZD150-15MH CV3M真空电子束焊机进行TC4钛合金刚性拘束热自压连接实验. 为获得充分的热挤压效应, 利用电子束多束流控制系统沿对接面扫描加热, 扫描长度与板宽相同, 为50 mm, 扫描频率100 Hz.

热源功率P为电子束电压U_b与束流I_b的乘积,

实验中固定U_b为150 kV, 改变I_b来分析P对刚性拘束热自压连接的影响, 实验参数如表1所示.

刚性拘束热自压连接完成后, 机加工切取连接界面横断面试样, 并对其进行打磨、抛光和腐蚀处理, 腐蚀液成分为HF∶HNO_3∶H_2O=5∶10∶85 (体积比), 制备金相试样, 利用DM6000M光学显微镜(OM)观察连接界面未焊合缺陷和接头组织, 同时对接头组织结构进行EBSD分析.

根据GB2651-2008制备母材和连接接头拉伸力学性能测试试样各3个, 尺寸如图2所示. 使用Zwick Z100电子万能材料试验机测试母材和连接接头力学性能, 测试结果取3个试样结果的平均值. 使用250FEG扫描电镜(SEM)对母材和连接接头拉伸试样断口进行分析.

使用Proto iXRD应力分析仪对TC4合金刚性拘束热自压连接接头横向和纵向残余应力进行测试, 测点位于试样的上表面垂直于对接面的中心线上. 使用热电偶测温法对连接过程中对接试样下表面对界线中心点的热循环进行测试, 热电偶为B型.

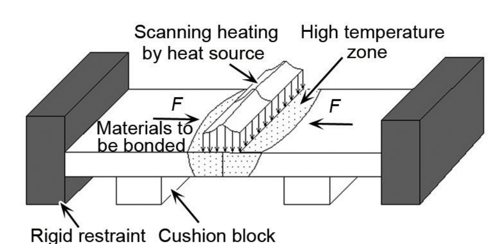


图1 TC4合金刚性拘束热自压连接示意图

Fig.1 Schematic of rigid restraint thermal self-compressing for TC4 alloy (F—thermal compressive pressure)

表1 刚性拘束热自压连接工艺参数

Table 1 Parameters of rigid restraint thermal self-compressing bonding

Specimen	U_b kV	I_b mA	P W	t_H s
1	150	1.8	270	150
2	150	2.2	330	150
3	150	5.2	780	150

Note: U_b—beam voltage, I_b—beam current, P—beam power, t_H—heating time

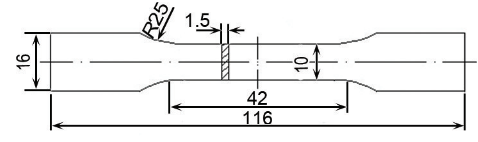


图2 拉伸测试试样尺寸示意图

Fig.2 Schematic of dimensions of tensile specimen (unit: mm)

2 实验结果

2.1 连接界面

不同束流功率获得的TC4合金刚性拘束热自压连接界面如图3所示. 当束流功率为270 W时(图3a), 界面处存在较多未焊合缺陷, 界面焊合质量差; 束流功率增至330 W时(图3b), 原对接线消失, 仅存在少量未焊合孔洞, 界面焊合质量较好; 当束流功率增至780 W时, 原对接线完全消失, 界面处产生新的晶粒, 晶粒贯穿原对接线, 未发现明显未焊合缺陷, 界面焊合率好. 可见, 束流功率对界面焊合质量影响显著, 束流功率增加, 界面未焊合孔洞减少, 焊合质量提高.

2.2 接头组织

TC4合金母材显微组织如图4所示. 可以看出,

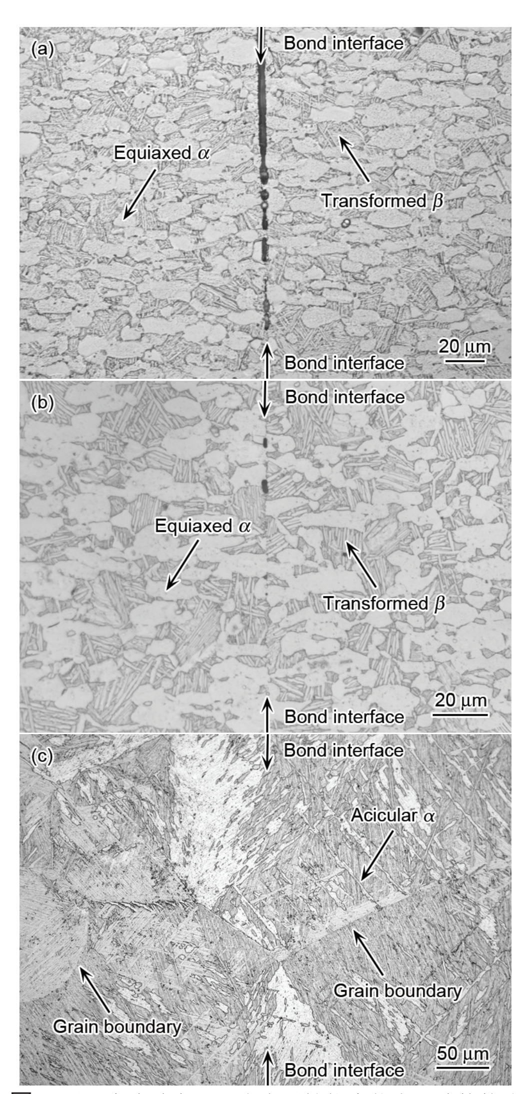


图3 不同束流功率TC4合金刚性拘束热自压连接接头界面

Fig.3 Bond interfaces of TC4 alloy joints by rigid restraint thermal self-compressing bonding at beam powers of 270 W (a), 330 W (b) and 780 W (c)

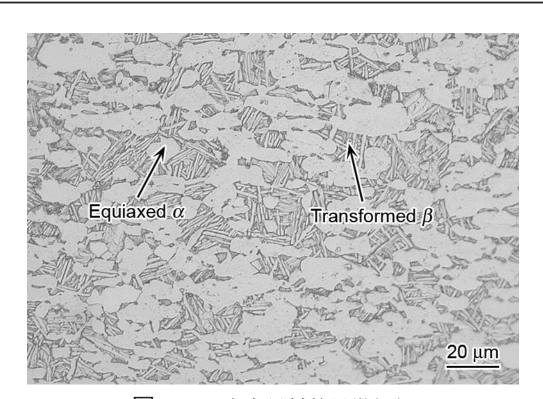


图4 TC4合金母材的显微组织

Fig.4 Microstructure of TC4 alloy base metal

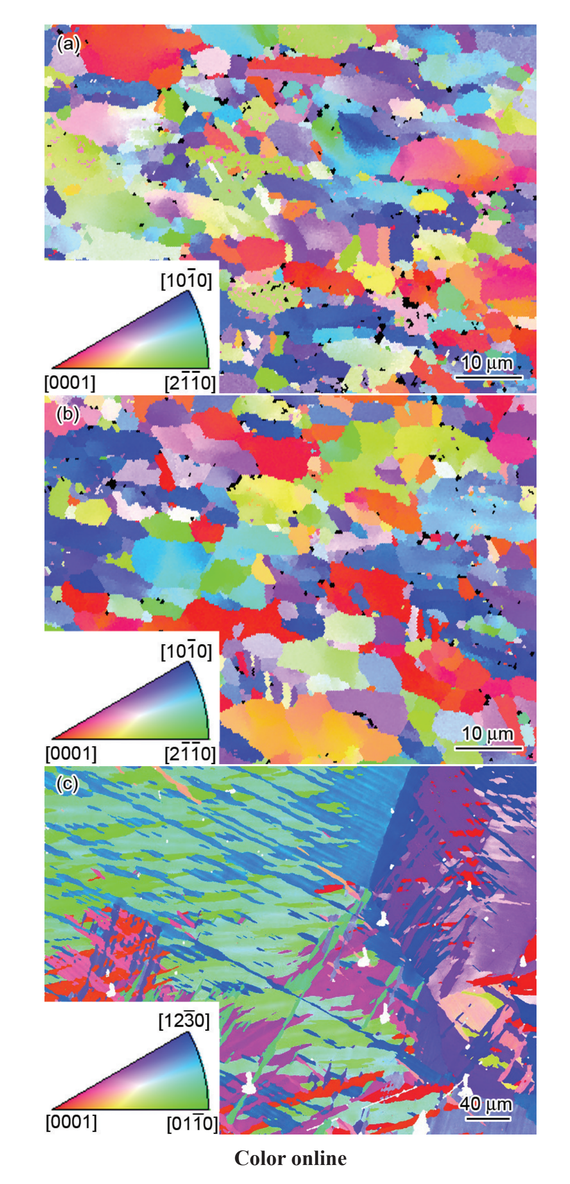
母材由等轴α相和转变β相组织构成.

不同束流功率刚性拘束热自压连接接头界面加热区组织如图3所示. 由图3a和b可以看出, 束流功率为270 和330 W时, 界面区组织由等轴α相和β相转变组织组成, 与母材组织相似, 未发生显著转变; 束流功率为780 W时, 接头加热区组织为针状α相和晶界α相组织, 且晶粒粗大, 与母材组织显著不同. 可见, 连接过程中, 束流功率对刚性拘束热自压连接接头组织影响显著.

为进一步确定束流功率对刚性拘束热自压连接接头组织特征的影响, 对母材以及束流功率为330和780 W的连接接头界面区进行EBSD分析, 晶粒取向分布图如图5所示. 可以看出, 加热功率为330 W时, 连接接头结合区晶粒取向分布与原母材晶粒取向分布相似, 未发生显著变化; 束流功率为780 W时, 连接接头界面结合区附近存在粗大晶粒, 且粗大晶粒内部出现取向平行分布或交叉分布的取向特征, 与母材晶粒取向特征明显不同, 晶粒取向分布发生显著变化.

母材以及束流功率为330 和780 W时TC4合金连接接头界面结合区α相取向差分布统计结果如图6所示. 由图6a可知, 母材晶粒取向差分布主要集中于6.45°, 59.85°以及86.55°附近. 束流功率为330 W时, 接头连接界面区晶粒取向差分布与母材相似, 仅所占比例有略微变化. 束流功率为780 W时, 接头连接界面区晶粒取向差分布主要位于59.85°附近, 所占比例与母材相比明显增加, 同时, 与母材相比, 6.45°和 77.65°附近取向差分布比例减少, 33.15°, 42.05°以及86.55°附近取向差消失.

由文献[10]可知, β相向α相转变时, α/α边界的产生有3种情况, 分别为α/α边界由同一α相晶粒中产生, α/α边界由同一β相晶粒中产生和α/α边界由2个不同β相晶粒产生. 且3种情况对应的取向差不



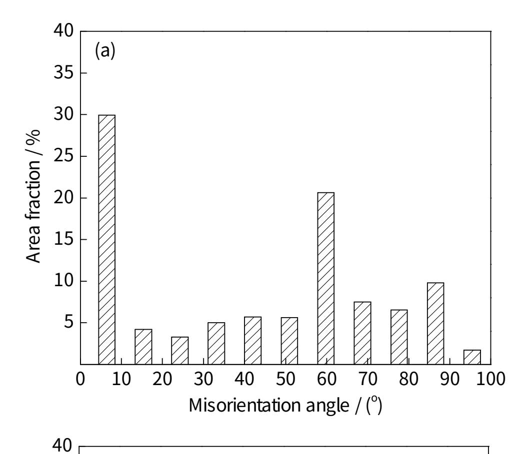
Color online

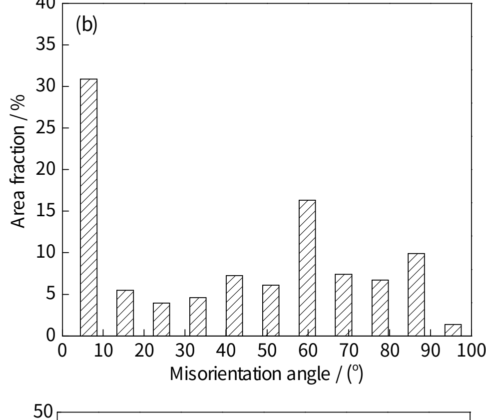
图5 母材和不同束流功率TC4合金连接接头界面区晶粒取向分布图

Fig.5 Grain orientation maps of TC4 alloy base metal (a) and joints at beam powers of 330 W (b) and 780 W (c) (Insets show the corresponding pole figures)

同, α/α边界由同一α相晶粒中产生时, 取向差主要在2.00°~8.03°范围内, α/α边界由同一β相晶粒中产生时, 取向差主要在8.03°~13.03°, 57.50°~65.76°以及87.50°~92.50°范围内, α/α边界由2个不同β相晶粒产生时, 取向差主要在13.03°~57.50°, 65.76°~87.50°以及92.50°~94.00°范围内.

因此, 根据取向差分布结果可知, 与母材相比, 当束流功率为330 W时, TC4合金刚性拘束热自压连接前后晶粒取向未发生明显变化, 表明此功率加热时对原始组织的影响小; 当束流功率为780 W时, 刚性拘束热自压连接接头界面加热区α/α边界的产生机制发生明显改变, 表现为从同一α相晶粒





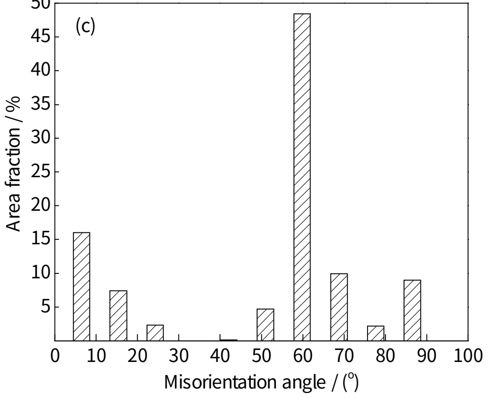


图6 TC4母材和连接接头界面区α相的取向差分布

Fig.6 Misorientation angle distributions of α phase in TC4 alloy base metal (a) and the joints at beam powers of 330 W (b) and 780 W (c)

和2个不同β相晶粒中产生的数量明显减少, 主要由从同一β相晶粒中产生.

2.3 接头力学性能

不同束流功率的TC4合金刚性拘束热自压连接接头的力学性能测试结果如表2所示. 束流功率较小时(270 W), 拉伸强度为405.1 MPa, 仅为母材抗拉强度的40.5%, 接头连接强度低, 拉伸试样断裂于连接界面, 断口形貌如图7a所示. 可以看出, 断口平整, 界面上有较多未焊合孔洞缺陷和平行沟槽带状未焊合缺陷(连续未焊合缺陷); 束流功率提高至330 W时, 接头的拉伸强度和延伸率提高, 均与母材相当, 拉伸试样断裂于母材(图7b), 有大量韧窝, 呈韧性断裂特征; 束流功率进一步增至780 W时, 接头拉伸强

表2 不同束流功率TC4合金母材及接头的力学性能

Table 2 Mechanical properties of TC4 alloy base metal and joints bonded at different beam powers

Specimen	P W	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Fracture location
Base metal	-	999.3	944.7	17.4	-
1	270	405.1	-	≈0	Interface
2	330	1029.0	964.3	16.2	Base metal
3	780	997.2	901.5	3.5	Heated zone

Note: σ_b—tensile strength, $\sigma_{0.2}$—yield strength, δ—elongation

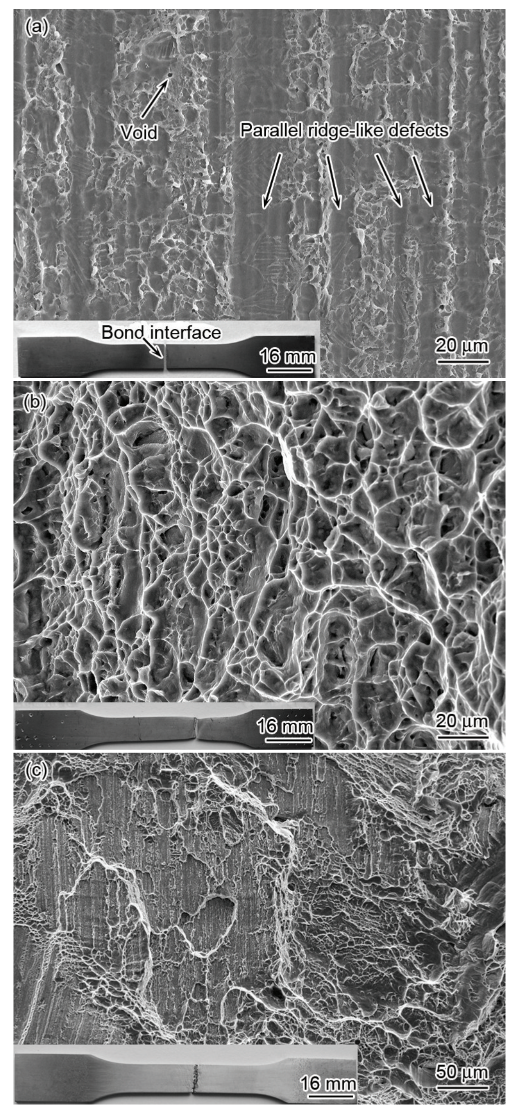


图7 不同束流功率TC4合金接头拉伸断裂位置与断口形貌

Fig.7 Fracture locations (insets) and morphologies of TC4 alloy joints at beam powers of 270 W (a), 330 W (b) and 780 W (c)

度与母材相当, 但延伸率与相比母材下降明显, 拉伸试样断裂于界面附近加热区(图7c), 呈解理断裂和少量韧窝的混合断口特征, 且伴有撕裂特征.

3 有限元数值分析

刚性拘束热自压连接过程中实现原子扩散连接的热自压效应随工艺参数的改变而改变. 本工作利用热弹塑性有限元模型对不同束流功率下刚性拘束热自压连接热应力应变过程进行了分析. 考虑求解问题的对称性(图1), 取其1/2进行三维数值模拟分析, 对接面附近网格如图8所示, 最小尺寸为1 mm×1 mm×0.5 mm, 远离区域采用稀疏网格以兼顾求解精度和计算效率.

在温度场分析中, 假设材料各向同性, 用热传导模拟整个热过程. 计算中选择随温度变化的热物理参数, 相关数值参考文献[11]选取. 在热源模型选择方面, 考虑到电子束深熔焊接的小孔效应, 已开发了锥体热源模型[12]、旋转Gauss体热源[13,14]以及组合热源[15,16]等用于电子束熔化焊接过程的模拟, 但是在刚性拘束热自压连接过程中, 电子束热源为非熔化加热, 热量从工件上表面传递至整个焊接试样, 因此, Gauss热源模型更能反映真实的热量传递特征. 同时, 考虑到电子束扫描加热效应, 模型中选择带状Gauss热源, 如图9所示. 热源表达式为:

$$q = \frac{\sqrt{3} \cdot \eta U_b I_b}{\sqrt{\pi} \cdot lR} \exp\left(-3 \cdot \frac{y^2}{R^2}\right) \tag{1}$$

式中, q为热流密度, η为热源效率, l为带状热源长度, 即扫描长度, R为Gauss热源有效作用半径, y为热源加热面上不同位置距对接界面距离.

采用热-力顺序耦合方法计算刚性拘束热自压热应力应变过程. 计算中材料的屈服遵循von Mises准则. 假设材料各向同性, 选择随温度变化的热力学性能参数, 相关数值参考文献[7,17]选取.

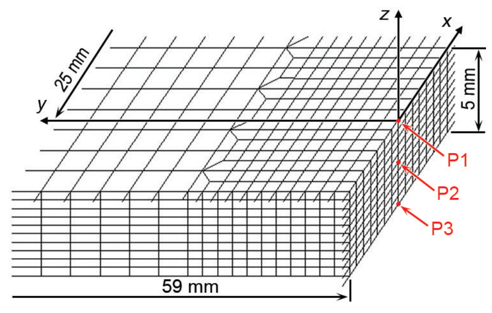


图8 对接界面附近网格划分

Fig.8 Mesh generation near the bond interface (P1—central point of bond line on top surface, P2—middle point of bond interface, P3—central point of bond line on low surface)

束流功率为330 W时, TC4合金刚性拘束热自压连接过程中热循环和接头残余应力实验测试结果和有限元数值分析结果如图10所示. 可以看出, 与实验测试结果相比, 热循环和残余应力分布数值模拟结果表现出相同的分布规律, 但数值上略有差异, 主要原因在于实验测试本身误差和数值模型中

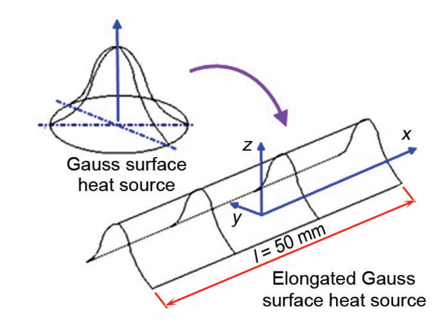
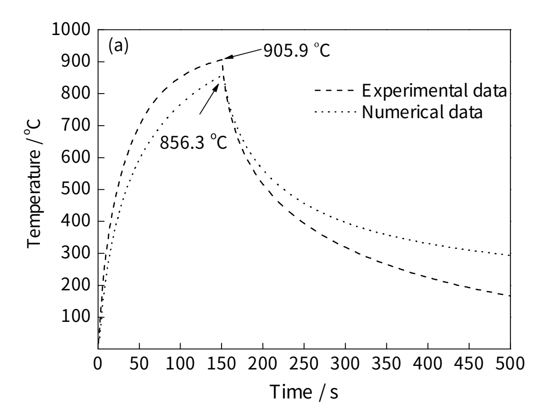


图9 带状Gauss热源示意图

Fig.9 Illustration of elongated Gaussian surface heat source (l—length of elongated Gaussian surface heat source)



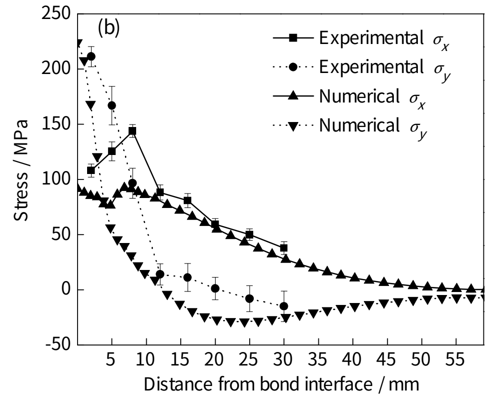


图10 热循环和残余应力的数值模拟与实验结果对比

Fig.10 Comparison between numerical and experimental results of thermal cycles (a) and residual stress distributions (b) (σ_x—longitudinal residual stress along x direction, σ_y—transversal residual stress along y direction)

对材料性能和热源形式所做的假设与实际情况有所差异.

4 分析与讨论

4.1 束流功率对连接热应力应变过程的影响

不同束流功率TC4合金刚性拘束热自压连接时对接面不同位置处各点热循环如图11所示. 由图11a可知, 束流功率为270 W时, 上表面对接线中点P1处峰值温度为932.4 ℃, 束流功率330 W时, P1点峰值温度为1029.5 ℃, 处于TC4合金的β相转变温度附近, 当束流功率增加至780 W时, P1点峰值温度为1603.5 ℃, 接近TC4材料的熔点. 可以看出, 束流功率显著影响刚性拘束热自压连接过程中的峰值温度, 束流功率越大, 峰值温度越高, 主要原因在于束流功率增加, 输入连接件中的热量随之增加. 界面中心点P2 (图11b) 和下表面对接线中心点P3 (图11c) 表现出相同的规律.

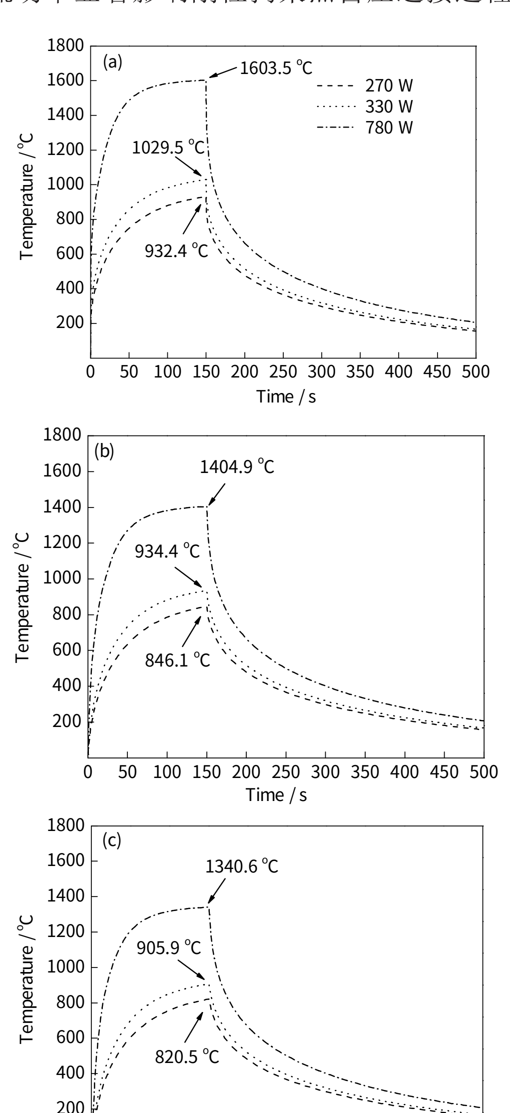


图11　不同束流功率TC4合金对接面不同位置的热循环

Fig.11　Thermal cycles of points P1 (a), P2 (b) and P3 (c) shown in Fig.8 during TC4 alloy bonding at different beam powers

同时, 由图11可以看出, 随着束流功率的增加, 界面金属高温 (≥800 ℃)停留时间增加. 以连接界面中心点P2为例, 束流功率为270 和330 W时, 高温停留时间分别约为30.8和84.0 s, 束流功率增加至780 W时, 高温区停留时间增加至137.5 s.

不同束流功率下, 加热时间至150 s时垂直于对接面中截面(x=0 平面)上的温度分布如图12所示. 可以看出, 在电子束热源的非熔化扫描加热下, 沿对接板长的温度分布不均匀, 存在明显的温度梯度. 同时, 随着束流功率的增加, 高温区(≥800 ℃)金属范围因输入工件的热量增加而显著增加, 束流功率增加780 W时, 对接面20 mm范围内金属均处于有利于原子扩散的高温区.

不同束流功率非熔化加热时TC4合金对接面中心点(P2)的横向应力和应变演变如图13所示. 如图13a所示, 束流功率270 W时, 在加热过程中, 横向应力一直处于压应力状态, 这是因为, 连接过程中存在明显的温度梯度(图12), 界面附近金属温度高, 高温金属的膨胀受到周围冷金属的限制, 相应地受到横向挤压作用, 产生压缩弹性及随后的压缩塑性应变, 横向应力为压应力状态. 同时可以看出, 加热前期, 因热挤压效应随温度的增加而显著增加, 横向压应力相应增加, 至54.7 s时, 横向压应力达到峰值, 为–246.7 MPa, 随后, 因材料强度随温度的升高而下降, 横向压应力相应地逐渐减小, 加热结束时横向压应力为–91.5 MPa, 但横向压缩塑性应变在加热过程中因界面高温金属受到热挤压作用的存在而持续增加, 加热结束时横向压缩塑性应变达到–0.089. 在冷却过程中, 因界面高温金属的

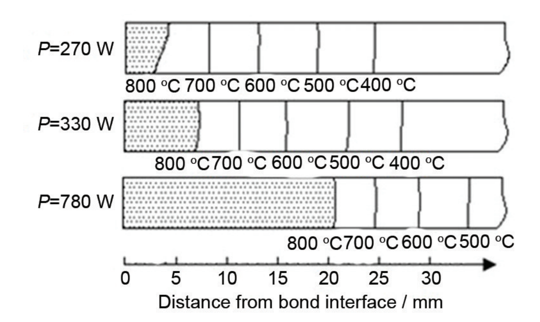


图12　不同束流功率连接时TC4合金中截面上的温度分布

Fig.12　Temperature distributions on middle cross-section of TC4 alloy during bonding at different beam powers

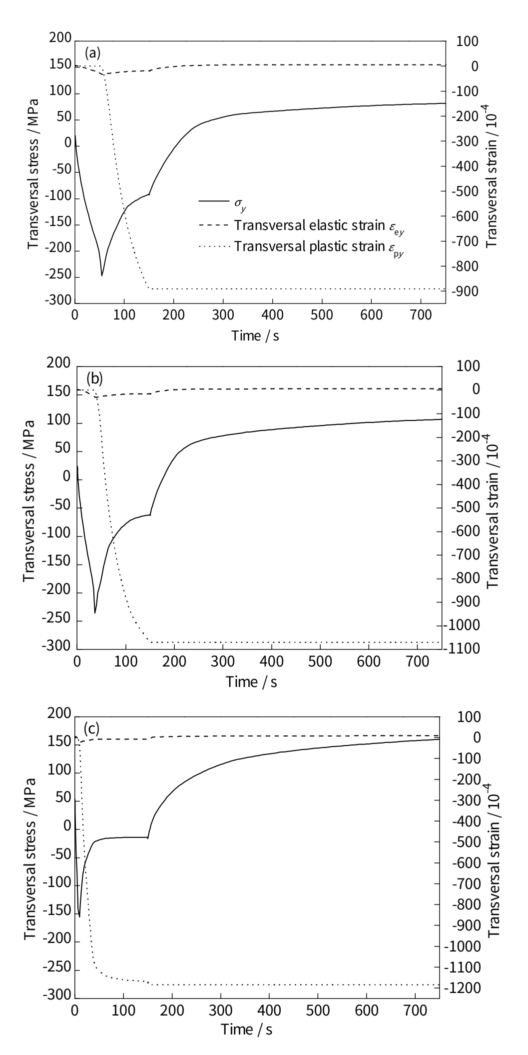


图 13 不同束流功率TC4合金对接面中心点(P2)的横向应力和应变演变

Fig.13 Transversal stress and strain evolutions of middle point of bond interface (P2) during bonding at beam powers of 270 W (a), 330 W (b) and 780 W (c) for TC4 alloy

收缩受到周围金属的约束, 变形不协调, 界面金属受到拉伸作用, 压缩弹性应变逐渐向拉伸弹性应变转变, 横向应力随之由压应力逐渐向拉应力转变, 连接结束时为残余拉应力. 冷却过程中, 横向压缩塑性应变基本保持不变, 主要原因在于钛合金材料"极限塑变比"小, 冷却时过程中不易发生屈服, 且冷却后期仅发生弹性卸载, 塑性变形保持不变至室温[18,19].

束流功率为330 和780 W时 (图13b和c), 连接过程中热应力和应变演变过程与束流功率为270 W时表现出相同的规律, 但是在加热过程中峰值压应力出现的时间和数值存在明显的差异. 束流功率为330 W时, 在加热至36.7 s时压应力达到峰值, 为–235.7 MPa, 而束流功率为780 W时在加热至9.6 s时压应力达到峰值–155.1 MPa. 可以看出, 随束流功率增加, 达到压应力峰值所需要的时间减小, 且压应力峰值也相应减小, 主要原因在于材料强度随温度变化特性和热挤压效应随束流功率变化2方面. 热挤压效应的强弱受2方面影响: 温度梯度和受热金属体积(体量). 加热时间至10.1 s附近时, 不同束流功率非熔化加热下, 沿TC4合金对接面中心点的横向温度分布如图14所示. 可以看出, 束流功率为780 W时, 因束流功率大, 对接面处金属温升快, 沿横向存在明显温度梯度, 在此温度梯度作用下, 界面金属受到较强的热挤压作用, 由图13c可以看出, 此时刻界面受到的横向热自压应力约为–155 MPa, 达到此时对应温度的材料屈服强度, 随后温度继续升高时, 材料屈服强度下降, 压应力至随之下降, 但开始出现压缩塑性变形, 且压缩塑性变形逐渐增加. 而束流功率为270 和330 W时, 如图14所示, 此时刻(加热时间约10 s时刻)对应温度梯度明显小于功率为780 W, 相应热挤压效应不足, 压应力分别为–53.6 和–65.7 MPa (图13b和c), 小于对应温度下材料的抗拉强度, 随着束流继续加热, 2种束流功率加热下温度梯度和受热金属的范围进一步增加, 对于束流功率为330 W情况下, 加热时间至36.7 s时, 温度分布如图15所示, 虽温度梯度略低于780 W时温度梯度, 但是受热金属范围变大, 热挤压效应达到使界面金属达到屈服的要求, 因束流功率较小, 此时温度约为651.8 ℃低于束流功率为780 W时最大应力时刻对应温度(733.2 ℃), 较低温度下材料的屈服强度较大, 因此束流功率为330 W时最大峰值压应力相比束流功率为780 W时增大. 束流功率为270 W时, 因为束流功率更小, 加热时间增长至约54.7 s时才达到使材料发生屈服的热

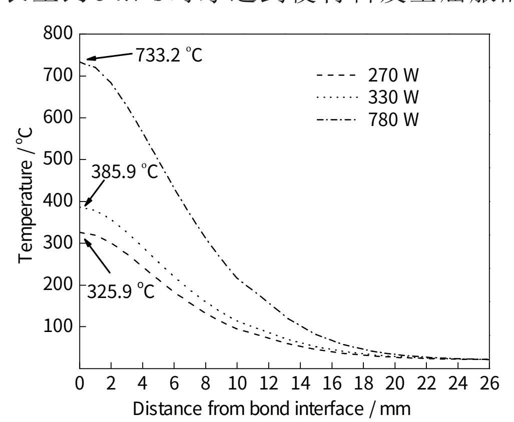


图 14 时间约为10 s时不同束流功率下TC4合金的温度分布

Fig.14 Temperature distributions of different beam powers at heating time about 10 s for TC4 alloy

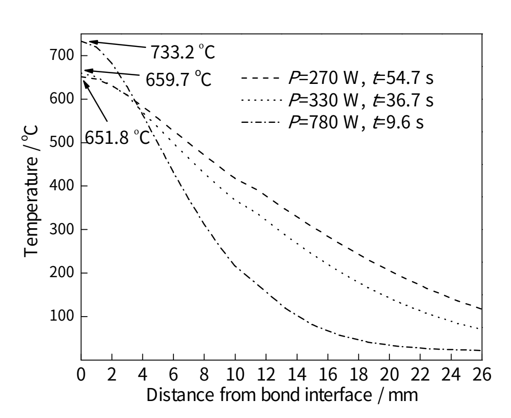


图15 不同束流功率下压应力达到峰值的时刻及相应温度分布

Fig.15 Temperature distributions when the compressive stresses reaching the peak values at different beam powers (*t*—time)

挤压效应, 相应界面温度也进一步减小, 峰值压应力进一步增加.

4.2 束流功率对连接界面焊合质量的影响

根据扩散连接空洞闭合理论, 扩散连接过程可以看作是孔洞的闭合过程, 扩散连接的温度、压力和时间的增加均能促进孔洞的闭合[20~23]. 刚性拘束热自压连接同样是借助于原子扩散效应促使界面两侧材料达到原子间结合, 实现固相连接. 由连接界面中心点(P2)数值分析结果可知, 束流功率为270 W时, 虽然界面金属受到的压应力较大, 有利于界面两侧原子扩散, 但是界面金属在高温停留的时间较短, 800 ℃以上停留时间仅为约30 s, 因此, 加热过程中界面两侧原子扩散有限, 界面未焊合缺陷较多. 束流功率由270 W增至330 W时, 横向压应力整体虽略有下降, 但是加热温度、高温停留时间、高温区范围以及界面处压缩塑性应变均明显增加, 相应地促进对接面2侧原子扩散的进行, 从而加速界面孔洞的闭合, 提高界面焊合质量. 束流功率由330 W增至780 W时, 横向压应力下降较为明显, 但是加热温度、高温停留时间以及高温区范围均显著增加, 尤其是加热温度超过了TC4合金β相转变温度, 合金元素在β相的扩散速度远大于α相扩散速度[24], 因此孔洞闭合速度提升, 连接结束后孔洞完全消失, 界面焊合质量进一步提高.

4.3 束流功率对连接接头组织的影响

TC4合金焊接接头的组织主要取决于连接过程中热循环. 加热过程中, 温度超过β相转变温度(995±15 ℃)时, 母材原α+β相完全转变为β相组织, 且因钛合金导热性较差, 热容量大, 完全β相温度区内原子扩散速度快, 相转变点以上β相组织极易快速长大, 形成粗大的β晶粒, 随后冷却过程中, 冷却速度较慢时, β相以原子扩散的方式向α相转变, 生成层片状α相或针状α相, 且β相晶界转变为晶界α相组织, 原β晶粒形貌保存至室温; 冷却速度快时, β相以切边的形式转变为针状马氏体α'组织[25].

束流功率为270 W时连接过程的峰值温度为932.4 ℃, 低于$\alpha+\beta\rightarrow\beta$转变温度, 由于合金元素在$\alpha$相中扩散速度慢, 边界相起着抑制作用, 因此, 加热过程中晶粒长大缓慢, 且刚性拘束连接过程中, 加热时间短, 因此未发生明显组织转变, 室温下接头加热区组织与母材组织相似, 接头组织较均匀.

束流功率为330 W时, 加热峰值温度为1029.5 ℃, 略高于$\alpha+\beta\rightarrow\beta$转变温度, 但连接接头整体处于$\beta$转变温度以下, 加热过程中未完全转变为$\beta$相, 冷却时组织与母材组织相似, 晶粒取向分布以及取向差未发生显著变化.

束流功率为780 W时, 峰值温度接近材料的熔点, 试样下表面对接面中心温度也达到1340.6 ℃, 且β相点以上停留时间长, 界面附近加热区完全转变为粗大β相晶粒. 随后冷却过程中, 由热循环曲线可知, 冷速较慢但快于炉冷, β相以原子扩散的方式向β相转变, 而生成针状α相, 同时由于β晶粒粗大, β相向α相转变时, 较多的取向不一的α相在同一β相晶粒中生成, 因此室温下α/α相取向差分布出现集中于59.85°的情况, 表现出α/α界面由同一β晶粒内部产生的特点.

4.4 束流功率对连接接头力学性能的影响

刚性拘束热自压连接接头的力学性能取决于连接接头组织和未焊合缺陷2个方面. 束流功率为270 W时, 虽连接接头组织均匀, 但界面存在大量未焊合缺陷, 在受拉伸载荷作用的过程中, 未焊合缺陷减小了有效承载面积, 界面处实际应力较大, 超过结合强度时, 即发生断裂, 断裂前塑性变形小, 相应强度低, 延伸率差. 束流功率为330 W时, 不仅接头组织均匀, 而且界面焊合质量显著提高, 仅存在微小未焊合孔洞, 因此, 接头力学性能较好. 束流功率为780 W时, 虽界面焊合质量好, 但是界面附近加热区晶粒粗大, 接头组织不均匀, 在拉伸时, 与母材相比试样的变形不协调性严重, 导致应力应变场的不均匀, 应力峰达到断裂强度水平时, 出现局部的破裂, 随后裂纹失稳扩张至试样最后断裂, 断裂过程中未发生明显缩颈, 延伸率较小.

5 结论

(1) 钛合金刚性拘束热自压连接时, 电子束热源

束流功率增加, 界面金属加热温度、高温区停留时间、高温区体积以及横向压缩塑性变形增加, 进而促进界面两侧原子相互扩散, 未焊合缺陷减少, 界面焊合质量提高.

(2) 电子束热源束流功率变化对接头组织影响显著. 束流功率较小时, 加热峰值温度低于 β 相转变温度, 界面区组织与母材组织相似, 接头组织较均匀; 束流功率较大时, 界面区金属温度超过 β 相转变温度, 界面区组织产生针状 α 相组织, 且晶粒粗大, α/α 界面产生于由同一 β 相晶粒内部, 接头组织不均匀.

(3) 因受界面焊合率和加热区组织共同影响, 热自压连接接头综合力学性能随束流功率的增加表现出先提高后下降的特点. 束流较小时, 虽接头组织均匀, 但界面未焊合缺陷多, 结合强度低; 束流功率为330 W时, 接头组织均匀且界面焊合质量好, 获得综合力学性能优异的连接接头. 束流进一步增大时, 虽界面焊合质量好, 但加热区发生显著组织转变, 晶粒粗大, 接头塑性差.

参考文献

[1] Kou S. *Welding Metallurgy*. 2nd Ed., New Jersey: John Wiley & Sons, 2003: 170

[2] Kou S. *JOM*, 2003; 55(6): 37

[3] Liu J, Gao X L, Zhang L J, Zhang J X. *J Mater Eng Perform*, 2014; 20: 319

[4] Milella P P. *Fatigue and Corrosion in Metals*. Milan: Springer-Verlag, 2013: 625

[5] Deng Y H, Guan Q, Wu B, Wang X C, Tao J. *Mater Lett*, 2014; 129: 43

[6] Deng Y H, Guan Q. *Mater Lett*, 2015; 146: 1

[7] China Aeronautical Materials Handbook Edit Committee. *China Aeronautical Materials Handbook*. Vol.4, Beijing: China Standard Publishing Company, 2002: 9
(中国航空材料手册编委会. 航空材料手册. 第四卷, 北京: 中国标准出版社, 2002: 9)

[8] Каракозов Э С, translated by Zhai S F. *Diffusion Bonding of Titanium Alloy*. Beijing: National Defense Industry Press, 1986: 36
(Каракозов Э С著, 翟书汾译. 钛合金的扩散焊接. 北京: 国防工业出版社, 1986: 36)

[9] Wu G Q, Li Z F, Luo G X, Li H Y, Huang Z. *Mater Sci Eng*, 2007; A452-453: 529

[10] Liu H, Nakata K, Zhang J X, Yamamoto N, Liao J. *Mater Charact*, 2012; 65: 1

[11] Mills K C. *Recommended Values of Thermophysical Properties for Selected Commercial Alloys*. London: Woodhead Publishing Ltd, 2002: 217

[12] Lacki P, Adamus K. *Comput Struct*, 2011; 89: 977

[13] Luo Y, Liu J H, Ye H. *Vacuum*, 2010; 84: 857

[14] Rouquette S, Guo J, Le P. *Int J Therm Sci*, 2007; 46: 128

[15] Liu C, Wu B, Zhang J X. *Metall Mater Trans*, 2010; 41B: 1129

[16] Lacki P, Adamus K, Wieczorek P. *Comput Mater Sci*, 2014; 94: 17

[17] Cai Y. *Master Thesis*, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2009
(蔡 云. 南京航空航天大学硕士学位论文, 2009)

[18] Guan Q, Cao Y. *Weld World*, 1999; 43(1): 14

[19] Li J. *PhD Dissertation*, Beijing University of Technology, 2004
(李 菊. 北京工业大学博士学位论文, 2004)

[20] Ma R F, Li M Q, Li H. *Sci China Technol Sci*, 2012; 55: 2420

[21] Shen J J. *Master Thesis*, Harbin Institute of Technology, 2007
(沈俊军. 哈尔滨工业大学硕士学位论文, 2007)

[22] Hill A, Wallach E R. *Acta Meter*, 1989; 19: 2425

[23] Orhan N, Aksoy M, Eroglu M. *Mater Sci Eng*, 1999; A271: 458

[24] Mehrer H. *Diffusion in Solids: Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Process*. Berlin: Springer and Verlag, 2007: 310

[25] Zhang Z, Wang Q J, Mo W. *Metallurgy and Heat Treatment of Titanium*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 87
(张 翥, 王群骄, 莫 畏. 钛的金属学和热处理. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 87)

(责任编辑:罗艳芬)

